

97 P 1903



(19) BUNDESREPUBLIK

DEUTSCHLAND



DEUTSCHES

PATENTAMT

## (12) Offenlegungsschrift

(10) DE 195 32 250 A 1

(51) Int. Cl. 6:

B 23 K 35/24

H 01 L 21/58

B 23 K 35/00

B 23 K 35/26

B 4

4

(21) Aktenzeichen: 195 32 250.9

(22) Anmeldetag: 1. 9. 95

(23) Offenlegungstag: 6. 3. 97

## (71) Anmelder:

Daimler-Benz Aktiengesellschaft, 70567 Stuttgart,  
DE

## (72) Erfinder:

Wilde, Jürgen, Dr.-Ing., 63814 Mainaschaff, DE;  
Schmid-Fetzer, Rainer, Prof.Dr.-Ing., 38678  
Clausthal-Zellerfeld, DE

## (56) Entgegenhaltungen:

DE 43 03 790 A1  
DE 42 41 439 A1  
DE 37 40 773 A1  
EP 3 65 807 A1

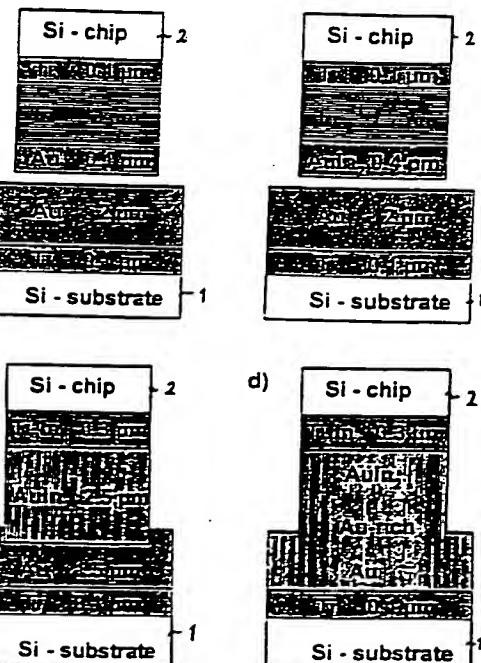
US-Konferenz-Bericht: IZUTA, G. et.al.:

»Development of Transient Liquid Phase Soldering  
Process for LSI Die-Bonding«, Proc. 43, rd Electronic  
Components and Technology Conf., IEEE, June 1993,  
Orlando, 1012-1018 (1993);US-Z.: JACOBSON, D.M. u. HUMPSTON, G.:  
»Diffusion Soldering«, Soldering Surface Mount  
Technology No. 10, February 1992, S. 27-32;

Prüfungsantrag gem. § 44 PatG ist gestellt

## (54) Anordnung und Verfahren zum Diffusionslöten eines mehrschichtigen Aufbaus

(57) Bei einer Anordnung zum Herstellen einer temperaturstabilen Verbindung mittels Diffusionslöten eines ersten und einem zweiten Körper, wobei ein Körper mit einem hochschmelzenden Metall (Hi) beschichtet ist, ist zwischen dem ersten und zweiten Körper eine Zwischenschicht aus niedrigschmelzendem Metall (Lo) angeordnet. Die höherschmelzende Schicht (Hi) und die niedrigschmelzende Zwischenschicht (Lo) weisen Flächen auf, die unter einem vorgegebenen Temperatur- und Anpreßdruck fügbar sind, wobei die flüssige Zwischenschicht (Lo) die Fügeoberflächen benetzt, und dabei eine intermetallische Phase vom Material der niedrigschmelzenden Zwischenschicht (Lo) und der höherschmelzenden Schicht (Hi) bildet, die eine formschlüssige Verbindung zwischen den beiden Oberflächen ermöglicht. Der erste und zweite Körper ist eine Substrat- (1) bzw. Halbleiterscheibe (2) und es ist vorgesehen, daß als hochschmelzende Komponente auf dem Substrat (1) eine Schicht (Hi1) aufgebracht ist und daß eine zweite hochschmelzende Schicht (Hi2) auf der Halbleiterscheibe (2) als Schutzschicht aufgebracht ist.



DE 195 32 250 A 1

Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen

BUNDESDRUCKEREI 01.97 602 070/317

16/27

DE 195 32 250 A 1

## Beschreibung

Die Erfindung betrifft eine Anordnung zum Herstellen einer temperaturstabilen Verbindung mittels Diffusionslöten nach dem Oberbegriff des Anspruchs 1 und ein Verfahren zum Diffusionslöten eines mehrschichtigen

## 5 Aufbaus.

Das Verfahren dient insbesondere zur Montage von Halbleiter-Chips auf Substraten, zum Verbinden von "Wafern" während der Halbleiterstellung, sowie zur Kontaktierung von elektronischen Bauelementen und Schaltungen.

Ein gattungsgemäßes Verfahren ist aus der deutschen Anmeldung P 42 41 439 A1 bekannt. Dort wird ein 10 Verfahren zur Erzeugung einer formschlüssigen Verbindung zwischen metallischen Verbinder und metallischen Kontakten von Halbleiteroberflächen beschrieben. Die Verbinder dienen insbesondere der Parallelschaltung von Solarzellen mit Hilfe von Solarzellenkontakten. Zwischen einem Verbinder und einem Kontakt wird eine Zwischenschicht aus einem gegenüber dem Verbinder und metallischen Kontakt niedrigschmelzenden Metall angeordnet und auf bzw. über die Schmelztemperatur erwärmt. Dabei ist darauf zu achten, daß die 15 flüssige Zwischenschicht die Fügeoberflächen von Verbinder und Kontakt benetzt. Die flüssige Zwischenschicht diffundiert in den Verbinder und den Kontakt und bildet eine intermetallische Phase mit dem Material der Zwischenschicht und den Materialien des zu fügenden Verbinder und Kontaktes. Dabei wird durch die Erstarrung während eines vorgegebenen Temperatur- und Anpreßdruckverlaufes die formschlüssige Verbindung zwischen Verbinder und Kontakt hergestellt, deren Schmelztemperatur höher ist, als die der 20 ursprünglichen Zwischenschicht.

In dieser Schrift sind als konkrete Kombinationen nur In-Au und Sn-Ag angegeben, die als intermetallische Verbindungen Schmelzpunkte unterhalb von 500°C aufweisen.

Es ist außerdem bekannt, Halbleiterbauelemente durch Löt- oder Klebverfahren zu montieren oder zu 25 kontaktieren. Während es bei derartigen, durch Löten hergestellten Verbindungen von Nachteil ist, daß diese keiner hohen Temperaturbelastung und nur relativ wenigen Temperaturwechseln ausgesetzt werden können, ist es bei geklebten Verbindungen nachteilig, daß diese nur eine begrenzte Wärmeleitfähigkeit sowie eine relativ geringe Feuchtbeständigkeit aufweisen.

Aus der britischen Patentanmeldung GB 235 642 A ist bekannt, Siliziumscheiben an eine Unterlage aus Mo oder W oder Fe-Ni durch Diffusionslöten mit Hi = Ag und Lo = In oder Sn und einen möglichen Zusatz von Ga 30 zu verbinden.

Aus der deutschen Patentanmeldung DE 43 03 790 A1 wird für das Diffusionslöten als hochschmelzende Komponente (Hi) Ag, Au, Cu, Co, Fe, Mn, Ni, Pd, Pt, Ir, Os, Re, Rh oder Ru und für die niedrigschmelzende 35 Komponente (Lo) Bi, Cd, Ga, In, Pb, Sn oder Zn und speziell Hi = Ag oder Au und Lo = Sn oder In gewählt. Die laterale Strukturierung der Lo-Schicht war vorgesehen und ebenfalls eine dünne Diffusionsbarriere zwischen Hi und Lo um bei der Lagerung eine erhöhte Lebensdauer zu erzielen.

Aus der europ. Patentanmeldung EP 0 365 807 ist das Bonden elektronischer Komponenten an gedruckte Leiterplatten durch Diffusions-Hartlöten im Pb-Sn-System unterhalb des Schmelzpunktes von Sn bei 183,5 – 210°C bekannt. Außerdem ist aus der Veröffentlichung von G. Izuta et al: "Development of Transient Liquid Phase Soldering Process for LSI Die-Bonding" Proc. 43rd Electronic Components and Technology Conf., IEEE, June 1993, Orlando, 1012 – 1016 (1993) bekannt, Leistungsbauelemente mit Leiterplatten zu verbinden. Das Verbinden bei der niedrigen Temperatur von 187°C reduziert die mechanischen Beanspruchungen um mehr 40 als die Hälfte verglichen mit konventionellen Verbindungsverfahren. Die Wiederaufschmelztemperatur der Verbindung wächst bis über 247°C nach Wärmebehandeln der Verbindung für 12 Stunden bei 187°C, was einen zusätzlichen Vorteil der isothermen Erstarrung darstellt.

Isotherme Erstarrung kann zur Bildung sehr fester Verbindungen bei relativ niedriger Temperatur eingesetzt 45 werden, wobei diese Verbindungen sehr viel höhere Temperaturen aushalten. Das zugrunde liegende Prinzip dieses Verbindungsprozesses besteht darin, daß eine Zwischenschicht aus einem niedrigschmelzenden Metall Lo als Folie oder dünne Beschichtung zwischen den hochschmelzenden Komponenten Hi angeordnet ist. Diese Anordnung wird unter geringem Druck bis zur Verbindungstemperatur  $T_B$  erwärmt, wobei sich eine flüssige 50 Zwischenschicht bildet. Dabei kann entweder der Schmelzpunkt der Schicht Lo überschritten sein oder es findet eine eutektische Reaktion zwischen den Komponenten Lo und Hi statt. Die geschmolzene Zwischenschicht führt zu einer schnellen Interdiffusion oder Reaktionsdiffusion zwischen Lo und Hi. Die folgende Annäherung an den Gleichgewichtszustand resultiert in einer isothermen Erstarrung.

Die festen Phasen, die sich bei  $T_B$  im Verbindungsgebiet bilden, zeigen bei entsprechender Auswahl der 55 Materialien für Lo und Hi eine Aufschmelztemperatur oberhalb von  $T_B$ , wobei durch die in der Erfindung aufgeführten Materialkombinationen bestimmte zusätzliche Vorteile erzielbar sind.

Die isotherme Erstarrung beinhaltet Verbindungsprozesse, welche einige Vorteile der konventionellen Löt- oder Hartlötverfahren mit dem Verfahren des Diffusionsverbindens (diffusionsbonding) gemeinsam haben. Das Diffusionsbindungsverfahren ist in der Veröffentlichung von D.M. Jacobson und G. Humpston in: "Diffusion 60 Soldering", Soldering Surface Mount Technol 10(2), 27 – 32 (1992) beschrieben.

Die isotherme Erstarrung ist ein Verfahren mit folgenden Vorteilen: Es ermöglicht eine hohe thermische Stabilität der Verbindung mit einer sehr viel höheren Aufschmelztemperatur  $T_R$  der Verbindung als der 65 ursprünglichen Verbindungstemperatur  $T_B$ , es toleriert einige Oberflächenrauhigkeiten infolge des vorübergehenden Auftretens einer flüssigen Phase, es erfordert nur einen relativ kleinen Druck zur Verbindung der Flächen (0,2 bis 5 MPa), und die Verbindungszeiten sind relativ kurz und in der Größenordnung von Minuten, wobei die sehr dünne Verbindungsschicht von typisch unter 10 µm sehr gute mechanische Eigenschaften aufweist. Allerdings müssen die Oberflächen vorher einigermaßen eben sein. Die Verbindung läßt sich allerdings nach dem Erstarren im allgemeinen nicht wieder aufschmelzen, um beispielsweise Reparaturen vorzunehmen. Man wird

also dieses Verbindungsverfahren überall dort einsetzen, wo hohe Umgebungstemperaturen den Einsatz der herkömmlichen Verbindungstechniken verhindern.

Das vorübergehende Auftreten einer flüssigen Phase bei relativ tiefen Temperaturen ist für eine gute flächige Verbindung wichtig und kann gleichzeitig thermische Spannungen vermeiden helfen, welche sonst bei Anwendung hoher Temperaturen in die Verbindung eingebracht werden könnten. Darüber hinaus hat die hohe thermische Stabilität der Verbindung neue Möglichkeiten für die folgenden Fertigungsschritte zur Folge, welche nicht mehr in der Temperatur schrittweise abnehmen müssten. 5

Der Erfindung liegt daher die Aufgabe zugrunde, eine Kombination von Materialien zur Erzeugung einer zuverlässigen formschlüssigen Verbindung für metallische Oberflächen von Halbleiterkontakteen anzugeben, die eine möglichst kurze Fügezeit benötigen. Vor dem Verbinden sollen die Komponenten eine große Lagerungszeit überstehen. 10

Die Aufgabe wird erfindungsgemäß durch die im Kennzeichen des Anspruchs 1 enthaltenen Merkmale gelöst. Weiterbildungen der Erfindung und ein Verfahren zum Herstellen einer Lötverbindung sind in denn Unteransprüchen enthalten.

Die zugrunde liegenden metallurgischen Tatsachen und die Erfindung werden nachstehend anhand der Zeichnung näher erläutert. 15

Dabei zeigt:

Fig. 1 ein schematisches binäres Phasendiagramm zur Demonstration des Prinzips des Diffusionslötens mittels Reaktionsdiffusion,

Fig. 2 ein schematisches binäres Phasendiagramm zur Demonstration des Prinzips des Diffusionshartlötens durch Interdiffusion,

Fig. 3 das Au-In-Phasendiagramm und die minimale Aufschmelztemperatur  $T_R$ ,

Fig. 4 das Ag-In-Phasendiagramm und die minimale Aufschmelztemperatur  $T_R$ ,

Fig. 5 ein schematisches Bild a vor der Reaktion und b nach dem Diffusionslöten eines Au-In-Ti-Systems, und

Fig. 6 eine schematische Ansicht des Vielschichtenaufbaus zur Steigerung der Erstarrungsgeschwindigkeit a ohne und b mit Diffusionsbarriere. 25

Die verschiedenen Verbindungsprozesse, welche die isotherme Erstarrung benutzen, können in drei grundlegende Kategorien eingeteilt werden: Diffusionslötens, Diffusionshartlötens und Amalgamlötens.

Die zugrunde liegende metallurgischen Prinzipien sind am besten mit Hilfe eines schematischen binären Phasendiagramms der elementaren Komponenten  $Hi$  und  $Lo$  zu verstehen. 30

Die Grundlage des Diffusionslötens ist die Existenz wenigstens einer intermetallischen Komponente, welche als kongruente schmelzende Phase  $HiLo$  in Fig. 1 dargestellt ist.

Die Zusammensetzung in dem Bereich des Systems, welcher von den Diffusionsprozessen während des Aufheizens betroffen ist, wird durch die relativen Anteile der Komponenten  $Hi$  und  $Lo$  gegeben. Diese durchschnittliche Zusammensetzung muß innerhalb des Bereichs des festen Zustandes bei  $T_B$  gewählt werden, welcher das Zweiphasenfeld  $Hi + HiLo$  in Fig. 1 darstellt. Geht man vom ursprünglichen Nichtgleichgewichtszustand des festen  $Hi$  + flüssigem  $Lo$  bei  $T_B$  aus, wird der Gleichgewichtszustand durch Reaktionsdiffusion und Wachstum der intermetallischen Phase  $HiLo$  an der Grenzfläche zwischen fester Phase  $Hi$  und der flüssigen Legierung  $L$ . Die isotherme Erstarrung wird durch Aufzehrung der flüssigen Phase beendet. Die Aufschmelztemperatur  $T_R$  des Gesamtsystems wird durch die eutektische Schmelztemperatur der Phasen  $Hi + HiLo$  dargestellt, welche oberhalb von  $T_B$  liegt. 40

Die Gleichgewichtskonzentration des Gesamtsystems wird beispielhaft durch den schwarz ausgefüllten Kreis in der Mitte des Diagramms dargestellt.

Das Diffusionshartlöten erfordert es, daß die Zusammensetzung des Gesamtsystems innerhalb des Bereichs der festen Lösung der hochschmelzenden Komponente  $Hi$  liegt, wie in Fig. 2 dargestellt ist. Eine intermetallische Phase wird nicht benötigt. Die Verbindung wird wieder bei der Temperatur  $T_B$  eingeleitet, indem  $Lo$  schmilzt und sich etwas von der Hochtemperaturphase  $Hi$  in der flüssigen Legierung, des sogenannten Füllers, löst. Die isotherme Erstarrung tritt dann notwendigerweise erst durch Hineindiffusion der Komponente  $Lo$  in die feste Lösung  $Hi$  ein. In diesem Fall hängt die Wiederaufschmelztemperatur  $T_R$  sehr stark vom Grad der Homogenisierung der Verbindung innerhalb der erstarrten Zwischenlage ab. Der maximale Wert von  $T_R$  wird durch die Solidustemperatur des Gesamtsystems gegeben, wie in Fig. 2 angedeutet. Diese wird nach längerer Wärmebehandlung und Diffusion im festen Zustand erreicht. Es ist ebenso möglich, die Bindung unterhalb des Schmelzpunktes von  $Lo$  aber oberhalb der eutektischen Temperatur von ca. 550°C, wie in Fig. 2, zu erzielen. In diesem Fall beginnt die Flüssigkeit sich an der Berührungsfläche zwischen  $Hi$  und  $Lo$  infolge der eutektischen Reaktion zu bilden. Nach vollständiger Auflösung von  $Lo$  und Verbreiterung der flüssigen Zwischenschicht bis hin zu einem Maximum setzt sich der isotherme Erstarrungsvorgang fort, wie in Fig. 2 dargestellt. 55

Die Eigenschaften des Diffusionslötens erscheinen besonders für Anwendungen im Bereich elektronischer Komponenten attraktiv, da die Kombination von typischen Niedrigtemperaturen für das Löten mit den Möglichkeiten einer Dünnschichtpräparation des Verbindungssystems kombinierbar sind. Die folgende Tabelle gibt eine zusammengefaßte Auflistung von veröffentlichten experimentellen Arbeiten. Ein Überblick über die bisher bekannten Materialsysteme für das Diffusionshartlöten zeigt, daß diese Studien nicht für elektronische Anwendungen gedacht sind. 60

Anhand der Tabelle 1 werden nun einige spezielle Punkte bezüglich der Reaktionsraten, der mechanischen Eigenschaften und des Drucks, bei dem die Verbindung stattfindet, sowie die Einzelheiten zur Herstellung dünner Schichten diskutiert.

Die Reaktionsraten mit der flüssigen Phase nehmen in der Folge Au-In, Ag-In und Cu-In ab. Die Ni-Sn-Reaktion ist 1,5 bis 2mal langsamer als die Cu-Sn-Reaktion, wie sich anhand der Messung des Verbrauchs der Schmelze und der Wachstumsrate der intermetallischen Verbindungen herausgestellt hat. Die Cu-Sn-Verbin- 65

dungen sind nach 30 Sekunden noch teilweise flüssig und nach 4 Minuten bei 280°C vollkommen durch Reaktion verfestigt.

Die niedrigschmelzende Komponente sind Sn-Schichten von 0,5 bis 2 µm Dicke, welche mit Elektronenstrahlverdampfung auf beiden Seiten des Kupfersubstrates aufgebracht wurden. Die Zerreißfestigkeit ("Zugfestigkeit") wächst bei solchen Proben von 16 auf 36 MPa. Die Zerreißfestigkeit der Ni-Sn-Verbindung erreicht einen konstanten Wert von 38 MPa nach einer Minute oder einer etwas längeren Abbindezeit.

Die Scherfestigkeit der Ag-In-Verbindung ist nach der Bildung der Ag<sub>2</sub>In-Phase 62 MPa, welche wesentlich höher ist als die Stärke einer konventionellen Ag-In-Lötverbindung von ca. 8 MPa. Die gemessenen Scherspannungen von diffusionsgelöten Verbindungen im Ag-Sn-System, welche die duktile Ag<sub>3</sub>Sn-Phase enthalten, ist nahe bei 23 MPa, welches dem Wert für normalgelöte Ag-Sn-Verbindungen entspricht. Bei längerem Aufheizen jedoch nähert sich die Mikrostruktur der diffusionsgelöten Verbindung der einer festen Lösung von Silber und man erwartet das Ansteigen der Scherfestigkeit bis zu einem Maximalwert von 75 MPa. Als Fazit kann festgehalten werden, daß die mechanischen Eigenschaften von diffusionsgelöten Verbindungen, die der konventionell gelöten weit übertreffen und auch die Anforderungen in der Elektronikindustrie übererfüllen, wobei noch eine Reserve in Richtung Hochtemperaturstabilität vorhanden ist.

Tabelle 1: Materialkombinationen für das Diffusionslöten

	Substrat (Hi)	Füller (Lo)	Fügeparameter	Wiederaufschmelztemperatur
20	Ag	In	300°C, 60 min	150-950°C
25	Ag, Hi (Hi = Au, Cu, Ni, Fe-Ni)	In	300°C, 30-60 min ..	
30	Ag	In	175°C, 120 min, 0.3 MPa	>660°C, 900°C
35	Ag	In, Sn	300°C, 30-60 min	590-950°C
40	Ag	In, Sn	150°C	<150°C
45	Ag	Sn	275°C, 60 min, 1 MPa	>480°C, 500°C
50	Ag	Sn	275-325°C, 2-6 min, 17-50 MPa	
55	Au	Hg	50°C	>310°C
60	Au	In	300°C, 60 min	400-800°C
65	Au	In	160-240°C, 1-10 min, 8-25 MPa	
	Au	In	200°C, 10 min, 0.41 MPa	459°C ± 5°C
	Au	Sn	260°C, 10 min	
	Cu	In	300°C, 60 min	500-800°C
	Cu	Sn	280-305°C, 0.5 - 60 min, 3 MPa	>500°C, <800°C
	Cu	Sn	240-330°C	
	Cu	Sn	280°C, 0.2 - 10 min, 0.2 MPa	
	Ni	In	200-260°C, 1-3 MPa	
	Ni	Sn	200-260°C, 1-3 MPa	
	Ni	Sn	240-330°C	
	Ni	Sn	295°C, 0.2 - 10 min, 0.2 MPa	

Die festgestellten Anpreßdrücke zwischen den Fügepartnern sind normalerweise niedrig und liegen in der Gegend von 0,2 bis 3 MPa. Die berechnete Volumenschrumpfung während der Bildung der intermetallischen Phasen beträgt 12% für Ni-Sn und nur 0,7% für Cu-Sn, wobei Poren gelegentlich bei der Ni-Sn-Verbindung beobachtet wurden. Die Poren konnten durch Anwendung größerer Drücke nicht vermieden werden, da oberhalb von 0,3 MPa das flüssige Zinn aus der Verbindungsregion weggedrückt wird. Die Verbindungen werden vorzugsweise in reduzierender Gasatmosphäre durchgeführt. Man verwendet auch Vakuum, Inertgase oder Luft. Die Oxidation der aufgebrachten Schichten der Verbindungskomponenten kann während der Lagerung Probleme hervorrufen. Eine zusätzliche Oxidation während der Verbindung kann beim Bonden durch eine Luftschicht zwischen ungenügend planen Verbindungsflächen hervorgerufen werden. Eine Oxidschicht auf der niedrigschmelzenden Komponente oder eine Oxidschicht an der freien Oberfläche der hochschmelzenden Komponente kann schließlich die Benetzung verhindern, womit die Verbindung nicht zustande kommt. 5

Es hat sich herausgestellt, daß die Präparation dünner Schichten der Lo-Komponente ein entscheidender Schritt ist. Gesputtertes Zinn bildet Inseln auf der Kupferschicht, welche nicht besonders gut für das Diffusionslöten geeignet sind. 10

Galvanisch aufgebrachte (elektroplattierte) Sn-Schichten von 3  $\mu\text{m}$  Dicke können benutzt werden, obwohl sie teilweise porös aufwachsen. Am besten scheinen noch elektronenstrahlverdampfte Sn-Schichten von 0,5 bis 15 2  $\mu\text{m}$  Schichtdicke zu sein. Eine kompliziertere Struktur beinhaltet eine Goldschutzschicht auf der In-Schicht. Diese Oxidationsschutzschicht ermöglicht die Handhabung und Lagerung in Luft.

Um die Tabelle 1 auf eine kurze Form zu bringen, kann man sagen, daß die Materialkombinationen Ag, Au, Cu oder Ni als Hi-Komponente mit In oder Sn als Lo-Komponente bereits sehr ausgiebig untersucht worden und damit Stand der Technik sind, wobei Fe und Hg nur Sonderfälle darstellen. Mechanische Festigkeit und thermische Stabilität der Verbindungen können extrem hoch sein. Die Systeme, die in der Literatur favorisiert werden, sind Ag-Sn, Au-In, Cu-Sn und Ni-Sn. 20

Im folgenden wird ein zusammenfassender Überblick über die Auswahlkriterien für die bekannten Materialkombinationen (Ag, Au)-In gegeben, mit Gold und Silber als hochschmelzend und Indium als niedrigschmelzendem Metall. Diese Materialien dienen hier zur Veranschaulichung der Grundgedanken. Es ist eine Schlüsseleigenschaft des Diffusionslöten und allgemein der isothermen Erstarrung, daß die Lo-Komponente beinahe unabhängig von der Hi-Komponente gewählt werden kann. Das liegt daran, daß die Bindetemperatur gewöhnlich durch den Schmelzpunkt der Lo-Komponente begrenzt wird und nicht wie beim gewöhnlichen Löten durch eine eutektische Reaktion mit einer anderen Komponente. Deshalb ist es sehr leicht, alle niedrigschmelzenden 30 Metalle anzugeben, die für eine gewünschte Fügetemperatur in Frage kommen. 30

Indium, Zinn und Wismuth sind passende Kandidaten für das Diffusionslöten, wobei Gallium der prominente Kandidat für das Almalgamlöten ist, während es in der Form dünner Filme nur schwer zu handhaben ist. Quecksilber, Thallium, Kadmium oder Blei scheiden wegen ihrer Giftigkeit aus. Das entscheidende Kriterium für eine erste Auswahl von Materialkombinationen Hi-Lo ist die minimale Aufschmelztemperatur  $T_R$  der Verbindung. Sie ist hier aus dem Hi-Lo-Phasendiagramm als die minimale solidus-eutektische oder peritektische Temperatur definiert, die in dem Verbindungsbereich zwischen reinem Hi und der ersten intermetallischen Phase auftritt, welche beim Diffusionslöten gebildet wird. Das wird anhand praktischer Beispiele, wie Au-In und Ag-In anhand der Fig. 3 und 4 erläutert. Die erste intermetallische Phase im Au-In-System ist die  $\text{AuIn}_2$ -Verbindung, wie aus der Fig. 3 ersichtlich ist. Direkt nach dem Verbinden und der vollständigen Aufzehrung der indiumreichen Flüssigphase, werden praktisch nur die Phasen  $\text{AuIn}_2$  und restliches Gold im metallographischen Schliffbild der Verbindung nachgewiesen. Dennoch ist die minimale Aufschmelztemperatur dieser Struktur nicht der Schmelzpunkt von  $\text{AuIn}_2$  bei  $540,7^\circ\text{C}$ . Das liegt daran, daß nach langsamem Heizen alle anderen intermetallischen Phasen eine Nichtgleichgewichtszone zwischen Au und  $\text{AuIn}_2$  bilden. Diese Phasen können in ultradünnen Schichten vorhanden sein, welche dem Nachweis entgehen. Diese Phasen bilden evtl. die niedrigste eutektische Zusammensetzung und werden zuerst flüssig und verursachen daher das Aufschmelzen der Verbindung. Diese sind Gamma und Psi bei  $T_R = 454^\circ\text{C}$ , wie in Fig. 3 dargestellt. Diese Betrachtung wird experimentell durch die gemessene Temperatur der Auflösung der mechanischen Verbindung bei  $459 \pm 5^\circ\text{C}$  bestätigt. 40

Das zweite wichtige Beispiel ist das Ag-In-System nach Fig. 4. Die erste intermetallische Phase, welche nach Diffusionslöten etwas oberhalb des Indiumschmelzpunktes gebildet wird, ist  $\text{AgIn}_2$ . Diese Phase zerfällt in einer peritektischen Reaktion bei nur  $166^\circ\text{C}$  in L + Gamma, welche den theoretischen Wert von  $T_R$  darstellt. Jedoch bildet sich durch Diffusionslöten oberhalb von  $166^\circ\text{C}$ , etwa bei  $175^\circ\text{C}$ , die Gammaphase ( $\text{Ag}_3\text{In}$ ) direkt aus der Schmelze als homogene Schicht, welche sogar nach ausgedehnten Lagerungszeiten bei  $200^\circ\text{C}$  stabil ist. Diese Phase transformiert sich bei  $281^\circ\text{C}$  in die Zetaphase ( $\text{Ag}_3\text{In}$ ). 50

Obwohl das Aufschmelzen dieser Phase nach Fig. 4 bei  $660^\circ\text{C}$  erwartet wird, bleibt die Verbindung bis über  $900^\circ\text{C}$  stabil. Das liegt wahrscheinlich an der beschleunigten Festkörperdiffusion von Indium während des Aufheizens der Probe und während der Transformation der intermetallischen Phasen in die feste Lösung (von Ag). Das Ag-In-System ist ein weiteres Beispiel für die fließenden Grenzen zwischen Diffusionslöten (Bildung intermetallischer Verbindungen) und Diffusionshartlöten (wobei eine feste Lösung gebildet wird), wie es in den Fig. 1 und 2 dargestellt ist. Der grundlegende Unterschied zwischen eutektischen Reaktionen wie in Au-In und Systemen, welche durch peritektische Reaktionen wie Ag-In charakterisiert sind, ist der, daß die letztere eine einfache Erhöhung der Aufschmelztemperatur ermöglicht, indem bei höherer Temperatur gebondet wird. Dieser fundamentale Unterschied ist wichtig für die Interpretation der Berechnung der minimalen Aufschmelztemperatur, welche in Tabelle 2 wiedergegeben ist. Diese Aufstellung ist insofern umfassend, als sie außer den für das Löten bisher verwendeten hochschmelzenden Metalle (Cu, Ag, Au, Ni) auch die erfindungsgemäßen Übergangsmetalle der Gruppe IV b (Ti, Zr, Hf) bis zur Gruppe VIII b und zusätzlich die relevanten Elemente Al, Si und Ge erfaßt. Diese sind mit passenden Lo-Komponenten kombinierbar. 60 65

Tabelle 2

Minimale Aufschmelztemperatur  $T_R$  in °C von Hi-Lo-Materialkombinationen (Lo = Ga, In, Sn und Bi).  
Bevorzugte Werte sind hervorgehoben

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

60

Hi	Ga	In	Sn	Bi
Ag	300	166	480	eutectic
Al	eutectic	eutectic	eutectic	eutectic
Au	339	454	252	371
Co	855	490	525	eutectic
Cr	700	?	eutectic	eutectic
Cu	254	440	415	eutectic
Fe	824	eutectic	513	eutectic
Ge	eutectic	eutectic	eutectic	eutectic
Hf	1380	?	1530	?
Ir	?	?	?	550 (?)
Mn	410	910	549	355
Mo	835	eutectic	800	eutectic
Nb	1120	475 (?)	835	eutectic
Ni	363	420	794	469
Os	?	?	eutectic	eutectic
Pd	200	664	295	485
Pt	290	894	522	660
Re	eutectic	?	eutectic	eutectic
Rh	?	?	720	460
Ru	?	?	1150	eutectic
Si	eutectic	eutectic	eutectic	eutectic
Ta	?	eutectic	?	eutectic
Ti	?	796	1475	1300
V	500	eutectic	755	eutectic
W	eutectic	?	eutectic	eutectic
Zr	1275	> 800	1142	714

Für eine große Zahl von Kombinationen, welche mit dem Begriff eutektisch gekennzeichnet sind, gibt es keine intermetallischen Phasen. Sie sind also unbrauchbar für Diffusions- oder Amalgamöten. Sie sind ebenfalls unbrauchbar für das Diffusionslöten in Bezug auf die sehr geringe Breite des Bereichs der festen Lösung des meist degenerierten eutektischen Systems. Die Hi-Elemente, welche definitiv keine Verbindungen mittels der isothermen Erstarrung für irgendeine Kombination zulassen, sind Aluminium, Silizium und Germanium.

Sehr vielversprechende und nach der Erfindung bevorzugte Kombinationen sind in Tabelle 2 hervorgehoben. Nicht nur daß  $T_R$  wesentlich über die mögliche Bindetemperatur für diese Kombinationen erhöht ist, wird die

Löslichkeit und die Mischbarkeit bei höheren Temperaturen noch besonders begünstigt. Es geht daraus hervor, daß Gallium und Zinn die vielseitigsten Lo-Elemente mit der höchsten Zahl der hervorgehobenen Einträge in Tabelle 2 sind. Indium hat seine speziellen Vorteile für ausgewählte Hi-Elemente wie Au, Mn, Pd und Pt. Wismuth paßt oft nicht, es hat die höchste Zahl von Einträgen mit der Bezeichnung eutektisch.

Darüber hinaus gibt es keine hervorgehobene Kombination, bei der Wismuth nicht vorteilhaft durch Ga, In oder Sn ersetzt werden könnte. Es ist daraus zu schließen, daß weitere Anwendungen sich auf Gallium als Mittel zum Amalgamlöten beziehen werden, sowie auf Indium und Zinn für das Diffusionslöten. Sieht man sich die Hi-Elemente an, so sind alle Metalle der ersten Nebengruppe (Cu, Ag, Au) bindungsfähig, ebenso die Metalle der letzten Reihe der achten Nebengruppe (Ni, Pd, Pt) mit sogar höheren Werten von  $T_R$ . Außerordentlich hohe Werte von  $T_R$  können mit den Übergangsmetallen der vierten Nebengruppe (Ti, Zr, Hf) erreicht werden. Spitzenwerte sind  $1530^\circ\text{C}$  (Hf-Sn) und  $1475^\circ\text{C}$  (Ti-Sn). Sehr vielversprechende Systeme für elektronische Anwendungen beinhalten diese Metalle im Hinblick auf Oxidations- oder Korrosionswiderstand: Ag-Sn, Au-In, Cu-Sn, Ni-Sn, Ni-In, Pd-In, Pt-In, Pt-Sn. In der Literatur werden nur Systeme mit Ag, Au, Cu und Ni behandelt.

Im folgenden werden einige allgemeine Grundlagen der Erfahrung erläutert. Sehr interessant für neue Anwendungen sind die Systeme mit Titan und Molybdän (möglicherweise ebenfalls Zr und Hf) in Anbetracht ihrer Verwendung in Hochtemperatur-Prozeßschritten bei der Herstellung von Halbleiterbauelementen, nämlich Ti-Sn und Mo-Sn.

Der Zusatz eines dritten Elements zu den Diffusionslösystemen eröffnet einen neuen Freiheitsgrad, der dazu benutzt werden kann, zusätzliche Vorteile zu erzielen. Ein wichtiger Vorteil besteht in der Herabsetzung der Fügezeit. Weitere Vorteile sind mit der Einfügung von Schutzschichten und Haftsichten verbunden. Der Einfluß eines dritten Elements kann allerdings durch die Wechselwirkung mit einem unerwünschten Element, beispielsweise Aluminium von einer Metallisierungsschicht, aufgehoben werden.

Das Phasendiagramm ist ein Schlüsselwerkzeug für das Verständnis dieser Aspekte und die Entwicklung jedes isothermen Erstarrungsprozesses. Während das binäre Phasendiagramm für alle relevanten Kombinationen bekannt ist, ist dies für die ternären Diagramme nicht der Fall. Eine gewisse Ausnahme bilden die ternären Systeme einerseits mit Gold und andererseits mit Silber.

Besonderes Augenmerk wird hier auf ausgewählte Au-In-Metallsysteme gelegt, da experimentelle Daten darauf hinweisen, daß schon das binäre Au-In-System eine vielversprechende Grundlage für die Verbindung empfindlicher elektronischer Komponenten darstellt.

Die interessantesten ternären Legierungselemente für das Au-In-M-System sind die Metalle M = Ag, Cu, Ni, Pd, Pt und Ti. Diese Auswahl ist bereits durch die Kombinationen in der Liste der vielversprechendsten binären Systeme angedeutet. Das dritte Element wirkt als zusätzliche Hi-Komponente. Aufgrund der Phasendiagramme kann man Überlegungen anstellen, in welcher Weise die Erkenntnisse des binären Phasendiagrammes modifiziert in ternäre Systeme übertragen werden können, um entsprechende Voraussagen treffen zu können. Da die entsprechenden ternären Phasendiagramme jedoch nicht genau bekannt sind, muß man sich bei der Auswahl geeigneter Kombinationen oft auf einen glücklichen Griff verlassen.

Ein Dreistoffsysteem wird in der Ausführung durch eine Dreischichtenanordnung repräsentiert. Der zusätzliche Aufwand, ein vielschichtiges System für das Diffusionslöten zu schaffen, kann nur durch spezielle Vorteile wie die Verkürzung der Fügezeit gerechtfertigt werden. Zu den drei Basismetallen kommt im allgemeinen noch eine Reihe von Hilfsschichten hinzu, die als Diffusionssperre oder Korrosionsschutz oder aber der besseren Haftung dienen.

Korrosionsschutzschichten bestehen aus einem Edelmetall (vorzugsweise Gold) und können oberhalb der Lo-Komponente (und natürlich auch der Hi-Komponente) angebracht werden, um die Oxidation der aktiven Oberflächen zu verhindern. Oxidierte Oberflächen verhindern die Benetzung wenn sie nicht mechanisch zerstört werden. Durch eine angepaßte Bedeckung können die empfindlichen Schichten vor dem Bonden längere Zeit gelagert werden.

In vielen Applikationen werden diese Komponenten auf die zu verbindenden Teile wie Halbleiterchip und Substrat aufgebracht. Dazu sind oft Adhäsionsschichten notwendig und können in den Bindungsprozeß einbezogen werden.

Außerdem werden Diffusionsbarrieren zur Verhinderung der Interdiffusion der aktiven Bestandteile benötigt. Ohne diese würden die Komponenten vor der Verwendung vorzeitig reagieren. Außerdem können diese Barrieren dazu benutzt werden, die Diffusion störender Elemente von der Verbindungszone in aktive Halbleiterregionen zu unterbinden. Das Herabsetzen der Erstarrungszeit — das ist die Minimalabbindungszeit — kann ein wichtiges Ziel zur Verbesserung der Durchlaufzeit im Verfahren sein. Dies kann man natürlich dadurch erreichen, daß die Hi-Lo-Kombination so gewählt wird, daß die intermetallische Phase eine höhere Wachstumsrate besitzt oder indem man die Abbindetemperatur erhöht. Dies ist aber nicht immer anwendbar und ein praktischer Weg ist die Erniedrigung der aktiven Schichtdicke. Da die Wachstumsraten in diesen Systemen oft einem parabolischen Wachstumsgesetz folgen, ergibt das Herabsetzen der Schichtdicke der aktiven Lo-Komponente um den Faktor 1/2 eine Reduktion der Erstarrungszeit um den Faktor 1/4. Da ein unterer Grenzwert für die aktive Schichtdicke durch die Oberflächenrauhigkeit oder die Krümmung der zu fügenden Teile gegeben ist, kann man sich damit behelfen, die aktive Schicht über benachbarte oder sich mehrfach wiederholende Schichten zu verteilen.

### Beispiel 1

Ein instruktives und realistisches Beispiel für die Kombination einer Schutzschicht mit einer Adhäsionsschicht ist in Fig. 5 anhand des ternären Au-In-Ti-Systems dargestellt. Das Ziel ist es, einen Siliziumchip 2 an ein Siliziumsubstrat 1 zu binden. Auch Substrate wie AlN können in den folgenden Beispielen ebenso verwendet

werden. Die aktive Indiumschicht wird auf die Oberfläche des Siliziumchips 2 abgeschieden und nicht auch auf das Substrat 1. Man möchte den Schichtenaufbau vereinfachen und freies restliches Indium auf der Substratfläche nach dem Bonden vermeiden. Eine Titanschicht dient als Adhäsionsschicht und wird auf beiden Seiten verwendet. Jedoch können auch Chrom oder andere Adhäsionsverbesserungsschichten und dünneren Schichten ebenso verwendet werden. Die schützende Goldbedeckung von etwa 0,1 µm soll die Oxidation von Indium verhindern, wie Fig. 5a zeigt. Diese Goldbedeckung reagiert unmittelbar (und sogar bei Raumtemperatur) mit der Indiumschicht zu  $AuIn_2$ . Es ist wichtig zu wissen, daß 0,3 µm der ursprünglichen Indiumschicht durch diese Reaktion verbraucht werden und nur 1,7 µm der aktiven Indiumschicht übrigbleiben, wie in Fig. 5b dargestellt ist. Da das gebildete  $AuIn_2$  eine sehr stabile Phase ist, wird angenommen, daß sie ebenso als Oxidationsschutzschicht dient.

Diese  $AuIn_2$ -Schicht wird durch leichten Druck beim Bonden zerstört und erlaubt nach dem Schmelzen des aktiven Indiums die Benetzung des goldbedeckten Substrats 1. Während des Bondens reagiert Indium mit der Goldbedeckung des Substrats von beispielsweise 2 µm, um 2,5 µm  $AuIn_2$  zu bilden. Darin eingeschlossen ist die durch isotherme Erstarrung entstandenen 0,4 µm dicke Schicht des verteilten  $AuIn_2$  (siehe Fig. 5c). Die laterale Diffusion spielt in der relativ kurzen Reaktionszeit keine Rolle. Da das flüssige Indium ziemlich reaktiv ist, wird die Bildung von  $Ti_3In_4$  erwartet. Dabei werden 0,2 µm der Indiumschicht vollständig verbraucht. Die Bildung von  $AuIn_2$  aus festem Indium und Gold ist mit einer berechneten Volumenvergrößerung von 2,6% verbunden. Startet man mit flüssigem Indium, ist dort eine geringe Ausdehnung von 0,7% vorhanden, und daher entstehen kleine Hohlräume während des Verfestigungsprozesses.

Die Diffusionsreaktion endet abrupt, wenn die Flüssigkeit verbraucht ist. Nach langer Zeit entsteht durch Festkörperföldiffusion ein Zustand, wie er in Fig. 5d dargestellt ist. Zusätzliche goldreiche Phasen, welche Indium enthalten, wachsen zwischen  $AuIn_2$  und Au durch teilweisem Verbrauch dieser Endphasen. Die durchschnittliche Zusammensetzung dieser Region entspricht 24,5 Gew.-% Indium und 75,5 Gew.-% Gold. Dabei wird die laterale Diffusion und die Ti-Au-Reaktion nicht berücksichtigt. Die laterale Diffusion stellt ein großes Goldreservoir zur Verfügung und damit zeigt sich die Unmöglichkeit, ein binäres Au-In-Schichtsystem in dieser Konfiguration mit definierter Zusammensetzung, beispielsweise im Bereich 37–53 Gew.-% Indium zu entwickeln, um die Wiederaufschmelztemperatur  $T_R$  nach Erreichen des Gleichgewichts auf 495,4°C zu erhöhen (siehe Fig. 3).

Die Reaktionszone in Fig. 5d ist noch nicht vollständig im Gleichgewicht, dennoch ist die Schichtfolge  $Ti_3In_4/AuIn_2/Au$ -reiche Phasen/Au in einem lokalen Gleichgewicht. Die zusätzliche Bildung von  $TiAu$  in der Verbindung wird in Folgen wie  $Ti_3In_4/TiAu/AuIn_2/Au$ -reich/Au oder  $Ti_3In_4/AuIn_2/TiAu$ -reich/Au erwartet, was aber von den beweglichen Komponenten abhängt, Gold im ersten und Titan im letzteren Fall. Es kommt also darauf an, die Erstarrungsrate zu beschleunigen und Diffusionsbarrieren aufzubauen. Der einfachste Weg, die aktive Schichtdicke in mehrfache, wenn auch dünne, wiederholende Schichten aufzuteilen, ist für das Au-In-System nicht möglich. Solche Schichtaufbauten leiden an der vorzeitigen Reaktion zu  $AuIn_2$  während der Aufbewahrungszeit, wobei sich die aktive Indiumschicht verzehrt. Diese vorzeitige Reaktion kann sogar vollständig sein, da die individuellen In/Au-Verhältnisse so eingestellt werden sollten, daß ein Goldüberschuß da ist, um eine vollständige lokale Verfestigung jeder individuellen Indiumschicht zu gewährleisten.

Ein Weg um dieses Problem zu lösen, ist die physikalisch getrennte Aufbewahrung der Komponenten mit Niedertemperaturreaktivität, also In/Au oder allgemein  $Hi1$  auf der einen Seite und einen direkten  $Hi2/In$ -Kontakt mit einer hochschmelzenden Komponente  $Hi2$ , welche der vorzeitigen Reaktion mit Indium nicht nennenswert ausgesetzt ist, wie in Fig. 6a gezeigt ist. Eine optionale oxidationshemmende Au-Bedeckung ist ebenfalls in Fig. 6a dargestellt. Weitere mögliche Adhäsionsschichten sind weggelassen. Während des Bondens schreitet die Reaktion von beiden Seiten  $Hi1$  und  $Hi2$  fort. Dabei verteilt sich die Indiumschicht auf beide Reaktionen und verschwindet in der Verfestigungsphase. Eine naheliegende Auswahl für  $Hi1$  ist Gold, jedoch sind andere Elemente, wie Pd oder Pt, welche sehr stabile Verbindungen mit Indium eingehen, ebenfalls möglich. Für  $Hi2$  kann jedes der bevorzugten Elemente der In-Kolonne in Tabelle 2, außer Au als vorläufiger Kandidat ausgewählt werden. Das Ausmaß der vorzeitigen Reaktion mit Indium im festen Zustand muß experimentell festgestellt werden. Die Daten für die Reaktionsraten sind nicht bekannt, außer für flüssiges Indium in der Ag-In-Reaktion, welche allerdings langsamer abläuft als die entsprechende Au-In-Reaktion. Kandidaten für  $Hi2$  sind Ag, Ni, Pd oder Pt.

## Beispiel 2

Eine andere Möglichkeit, um die vorzeitige Reaktion zu verhindern ist die, eine Diffusionsbarriere X zwischen Indium und  $Hi2$  anzubringen, wie in Fig. 6b gezeigt ist. In diesem Falle kann sowohl  $Hi1$  als auch  $Hi2$  Gold sein. Andere Möglichkeiten für Elemente, welche in der Tabelle 1 aufgezählt sind, sind durchaus denkbar. Eine begrenzte Reaktion im festen Zustand zwischen Indium X oder  $Hi2$  und X ist tolerierbar. Eine bedeutende Anforderung an die Diffusionsbarriere X ist die, daß sie sich während des Bondens opfern muß, um die Reaktion zwischen flüssigem Indium und  $Hi2$  zu ermöglichen. Das ist sicherlich der Fall für X = Sn. Die Vorteile dieser Technik ergeben sich daraus, daß das Massenverhältnis Sn zu In auf den Wert 23 : 77 begrenzt wird oder daß die Schichtdicke unterhalb eines Verhältnisses 0,6 µm Sn zu 2 µm In begrenzt wird. Das ist mit den Vorgängen im Einklang, die in Fig. 6b dargestellt sind. Die Fähigkeit von Zinn (Sn) als effektive Diffusionsbarriere gegen eine vorzeitige Reaktion zwischen Gold und Indium zu wirken, konnte experimentell verifiziert werden. Eine Ausführungsform der Erfindung verwendet hochschmelzende Diffusionsbarrieren wie X = Ti oder Ni, welche noch effizienter sind. Ein System mit X = Sn und  $Hi1$  =  $Hi2$  = Au ist sehr vielversprechend. Diese Technik kann selbstverständlich auch mit den anderen Elementen aus der Tabelle 2 ausgeführt werden.

Im folgenden wird die Erfindung anhand von Anwendungen erläutert.  
Eine der wenigen Anwendungen der isothermen Erstarrung betrifft die Befestigung von Leistungshalbleitern

auf Substraten, die als Wärmesenke vorgesehen sind. Hier gibt es Schwierigkeiten mit großflächigen Bauelementen oberhalb von 75 mm Durchmesser. Es konnte zwar bereits gezeigt werden, daß eine erfolgreichste Lösung durch Diffusionslöten mit Systemen wie Ag-Sn oder Ag-In erzielt werden kann, die Wiederaufschmelzungstemperatur dieser Lote ist aber noch zu niedrig und begrenzt vor allem die maximal möglichen Prozeßtemperaturen bei der Weiterverarbeitung der Chips.

Die Durchführung der Diffusionslösung mit den nach der Erfindung bevorzugten Materialien findet im allgemeinen in einem Vakuumofen statt. Metallisierte Halbleiter (vorzugsweise Si oder SiC) werden mit anderen metallisierten Halbleitern (vorzugsweise Si oder SiC) oder mit einem metallisierten Substrat (Keramiken wie  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{AlN}$ , SiC oder Metallen wie Mo, W, Cu, Fe-Ni) verbunden. Die Metallisierungen enthalten eine oder mehrere Hi-Komponenten und eine oder mehrere Lo-Komponenten und zusätzlich mögliche Adhäsionsvermittler und Schutzschichten. Die Verbindung mittels Diffusionslöten erweist sich zusammen mit einer guten thermischen und elektrischen Leitfähigkeit als thermisch sehr stabil und mechanisch sehr zuverlässig.

Zur Durchführung des Verfahrens ist folgendes zu beachten:

— Physikalisch werden die Hauptkörper der Hi- und Lo-Schichten separiert, wie in den Fig. 5 und 6 15 dargestellt.

Eine vorzeitige Reaktion der aktiven Lo-Schichten wird dadurch vermieden, sogar ohne Diffusionsbarriere. Die angegebenen Schichtdicken können durchaus variiert werden und die schützende Goldbedeckung kann durch eine Schutzschicht aus Silber ersetzt werden.

— Die Hi-Komponenten und die Lo-Komponente sind aus Tabelle 2 zu entnehmen, welche auf einer 20 sorgfältigen und vollständigen metallurgischen Untersuchung beruht.

— Um die Verfestigungsrate zu beschleunigen, werden Vielschichtstrukturen vorgeschlagen, wie sie in Fig. 6 dargestellt sind. Die angegebenen Schichtdicken sind lediglich beispielhaft und es können auch Silberschutzschichten verwendet werden.

Die sogenannte Flip-Chip-Verbindung von Halbleitern für die Befestigung und die örtliche elektrische Verbindung in einem Schritt wird durch eine vorgegebene Anordnung von Verbindungen hergestellt. Die vorerwähnten Vorschläge gelten auch für diese Technologie, wenn die entsprechenden lateralen Strukturen der Metallisierung vorher durchgeführt wurden. Zur selbstjustierenden Verbindung werden in üblicher Weise kuppenartige Strukturen verwendet. Dazu wird die Hi-Komponente oder aber die zugrunde liegende Metallisierung, welche nicht an dem Diffusionslötprozeß teilnimmt, mit größerer Schichtdicke hergestellt.

#### Patentansprüche

1. Anordnung zum Herstellen einer temperaturstabilen Verbindung mittels Diffusionslöten eines ersten mit einem zweiten Körper, wobei ein Körper mit einem hochschmelzenden Metall (Hi) beschichtet ist und zwischen dem ersten und zweiten Körper eine Zwischenschicht aus niedrigschmelzendem Metall (Lo) angeordnet ist, wobei die höherschmelzende Schicht (Hi) und die niedrigschmelzende Zwischenschicht (Lo) 35 Flächen aufweisen, die unter einem vorgegebenen Temperatur- und Anpreßdruck fügbar sind, wobei die flüssige Zwischenschicht (Lo) die Fügeoberflächen benetzt, und dabei eine intermetallische Phase vom Material der niedrigschmelzenden Zwischenschicht (Lo) und der höherschmelzenden Schicht (Hi) bildet, die eine formschlüssige Verbindung zwischen den beiden Oberflächen ermöglicht, dadurch gekennzeichnet,

daß der erste und zweite Körper eine Substrat- (1) bzw. Halbleiterscheibe (2) ist, daß als hochschmelzende Komponente auf dem Substrat (1) eine Schicht (Hi1) aufgebracht ist und daß eine zweite hochschmelzende Schicht (Hi2) auf der Halbleiterscheibe (2) als Schutzschicht aufgebracht ist.

2. Anordnung nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Schutzschicht unter der niedrigschmelzenden Schicht (Lo) angeordnet ist.

3. Anordnung nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die Schutzschicht über der niedrigschmelzenden Schicht (Lo) angeordnet ist.

4. Verfahren zum Herstellen einer temperaturstabilen Verbindung mittels Diffusionslöten eines ersten mit einem zweiten Körper, wobei ein Körper mit einem hochschmelzenden Metall (Hi) beschichtet wird und zwischen dem ersten und zweiten Körper eine Zwischenschicht aus niedrigschmelzendem Metall (Lo) angeordnet wird und danach die höherschmelzende Schicht (Hi) und die niedrigschmelzende Zwischenschicht (Lo) in Berührung gebracht und unter einem vorgegebenen Temperatur- und Anpreßdruckverlauf derart erwärmt werden, daß die Zwischenschicht (Lo) flüssig wird und die Fügeoberflächen benetzt, und dabei durch Diffusion der flüssigen Zwischenschicht in die höherschmelzende Schicht (Hi) eine intermetallische Phase vom Material der niedrigschmelzenden Zwischenschicht (Lo) und der höherschmelzenden Schicht (Hi) gebildet wird, wobei die niedrigschmelzende Komponente durch Diffusion und Bildung einer neuen Komponente (Hi-Lo) verbraucht und durch die dabei ablaufende Erstarrung eine formschlüssige Verbindung zwischen den beiden Oberflächen gebildet wird, und wobei nach Erstarren der geschmolzenen Schicht die neu gebildete Phase einen wesentlich höheren Schmelzpunkt ( $T_R$ ) aufweist als die niedrigschmelzende Komponente, mittels einer Anordnung nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß die beiden Körper Substrat- (1) bzw. Halbleiterscheiben (2) sind, daß als hochschmelzende Komponente auf dem Substrat (1) eine Schicht (Hi1) als Schicht aufgebracht wird und daß eine zweite hochschmelzende Schicht (Hi2) und eine niedrigschmelzende Komponente (Lo) auf der Halbleiterscheibe (2) aufgebracht werden und daß die hochschmelzenden Schichten so dick gewählt werden, daß die niedrigschmelzende Schicht (Lo) beim Fügevorgang vollständig umgewandelt wird.

5. Verfahren nach Anspruch 4, dadurch gekennzeichnet, daß als niedrigschmelzende Komponenten (Lo)

Metalle mit einem Schmelzpunkt unter 450°C wie Bi, Ga, In, Pb oder Sn verwendet werden.

6. Verfahren nach Anspruch 4 oder 5, dadurch gekennzeichnet, daß als niedrigschmelzende Komponente (Lo) Indium verwendet wird.

7. Verfahren nach Anspruch 4 oder 5, dadurch gekennzeichnet, daß als niedrigschmelzende Komponente (Lo) Zinn verwendet wird.

8. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 7, dadurch gekennzeichnet, daß auf einem Körper zunächst eine Haftschicht für die nachfolgende Schicht abgeschieden wird.

9. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 8, dadurch gekennzeichnet, daß sowohl auf dem Substrat, als auch auf dem Halbleiter zunächst eine hochschmelzende Schicht (Hi1, Hi2) abgeschieden wird.

10. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 9, dadurch gekennzeichnet, daß eine niedrigschmelzende Schicht (Lo) aus Sn besteht und auf einer Schicht (Hi2) aus einem der hochschmelzenden Metalle Co, Fe, Hf, Mn, Mo, Nb, Ni, Pt, Rh, Ru, V oder Zr abgeschieden wird.

11. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 9, dadurch gekennzeichnet, daß die niedrigschmelzende Schicht (Lo) aus Indium besteht und auf einer hochschmelzenden Schicht (Hi) aus Mn, Pd, Pt, Ti oder Zr abgeschieden wird.

12. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 11, dadurch gekennzeichnet, daß zum Schutz der Schicht (Lo) gegen Oxidation auf dieser eine Schicht (Hi1) aus einem hochschmelzenden Edelmetall abgeschieden wird.

13. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 12, dadurch gekennzeichnet, daß auf dem Substrat und/oder der Halbleiterscheibe eine Diffusionsschutzschicht (Hi2) abgeschieden wird.

14. Verfahren nach einem der Ansprüche 4 bis 13, dadurch gekennzeichnet, daß die Schutzschicht aus einem hochschmelzenden Material (Hi1) besteht, welches mit der niedrigschmelzenden Schicht (Lo) bereits vor dem Fügen eine stabile intermetallische Verbindung eingeht, die nicht nennenswert oxidiert.

Hierzu 6 Seite(n) Zeichnungen

25

30

35

40

45

50

55

60

65

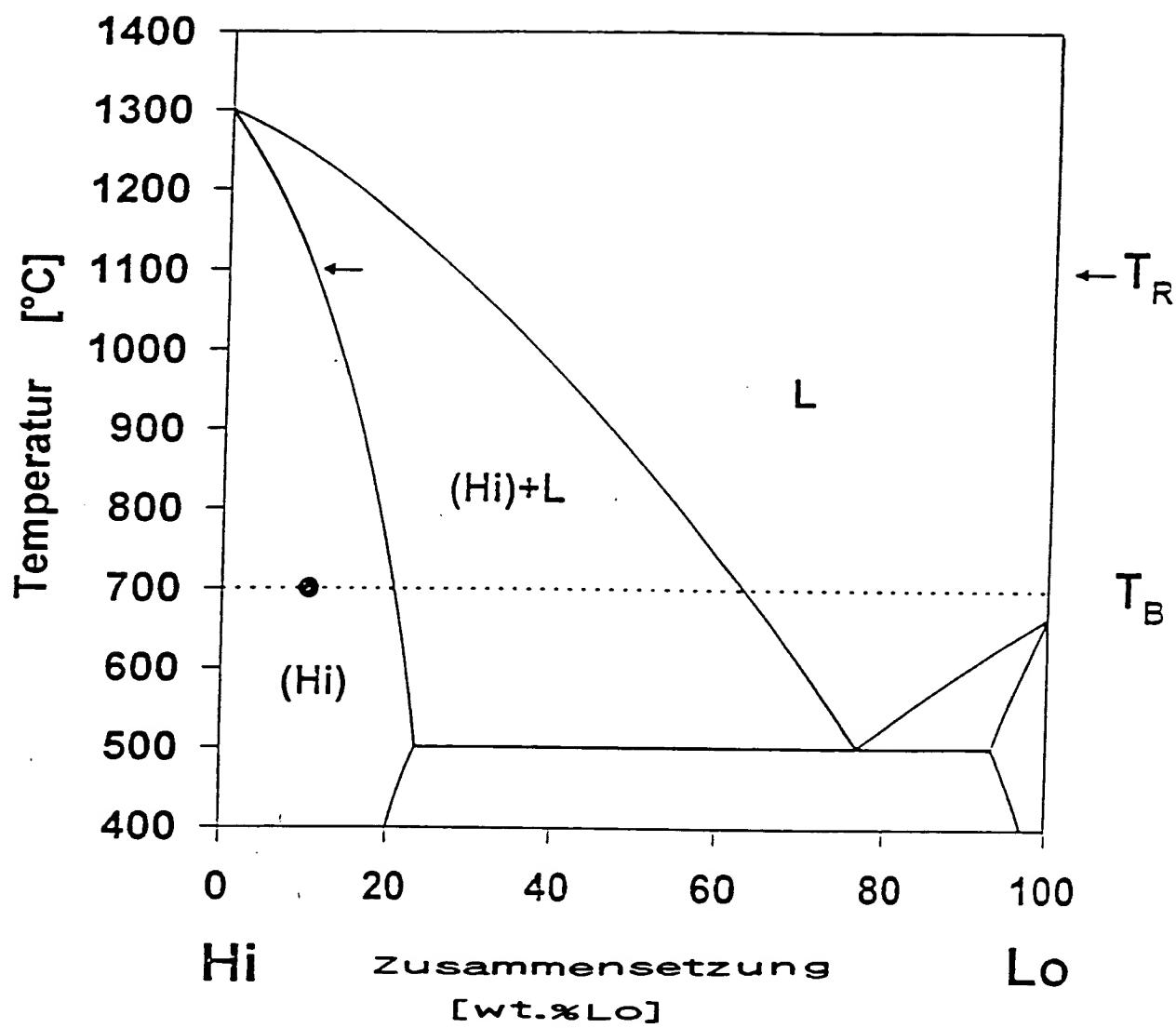


FIG. 2

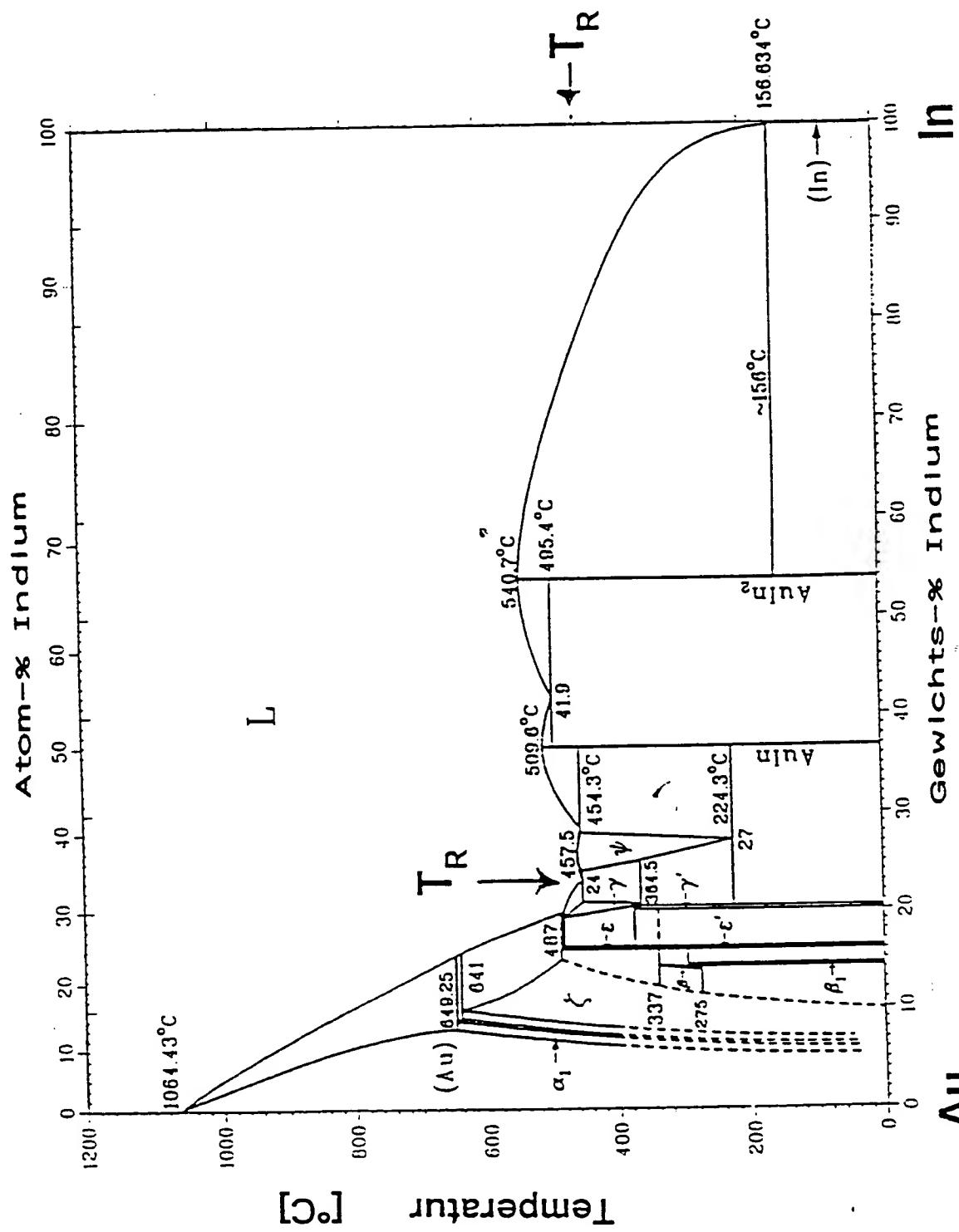


Fig. 3

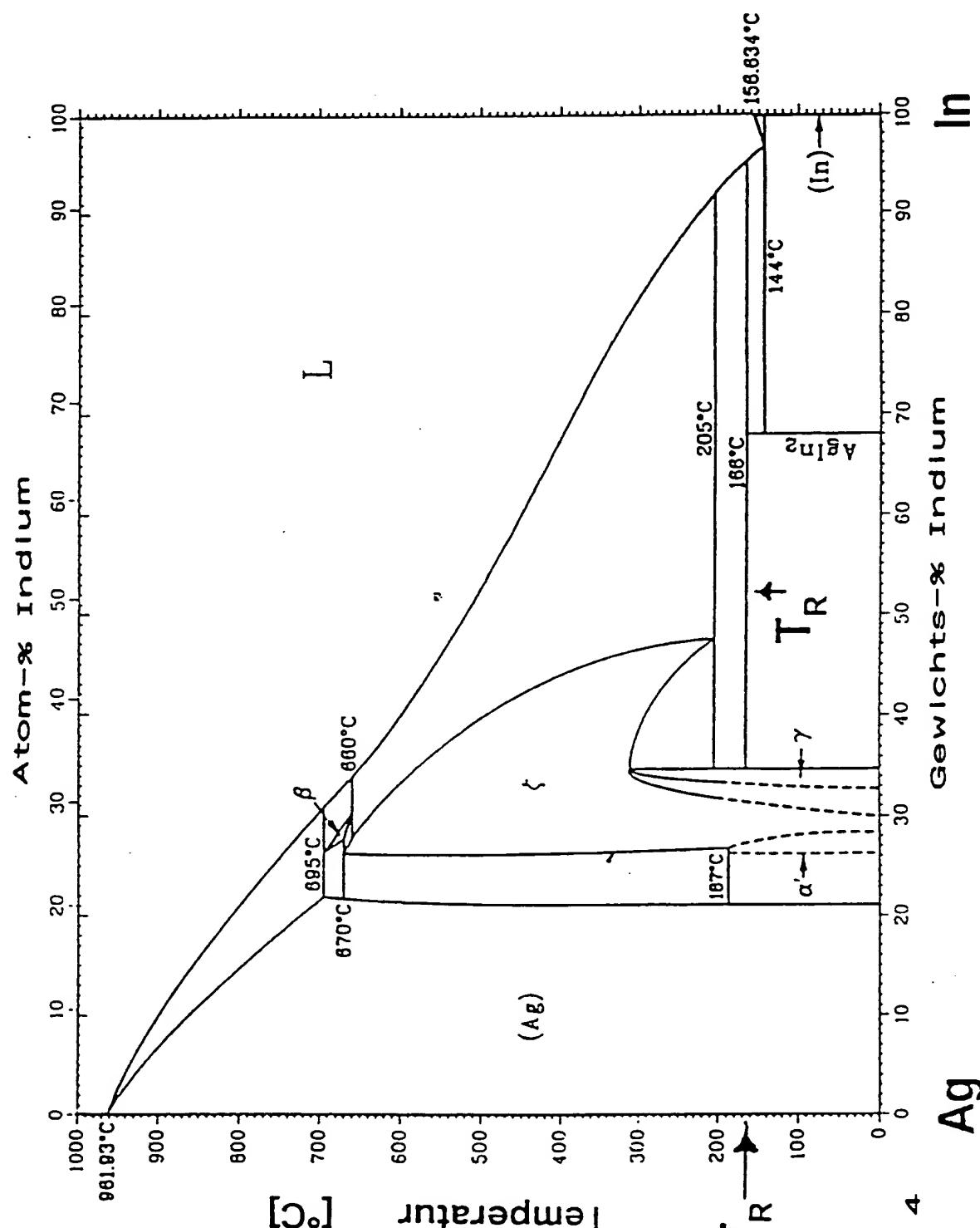


FIG. 4

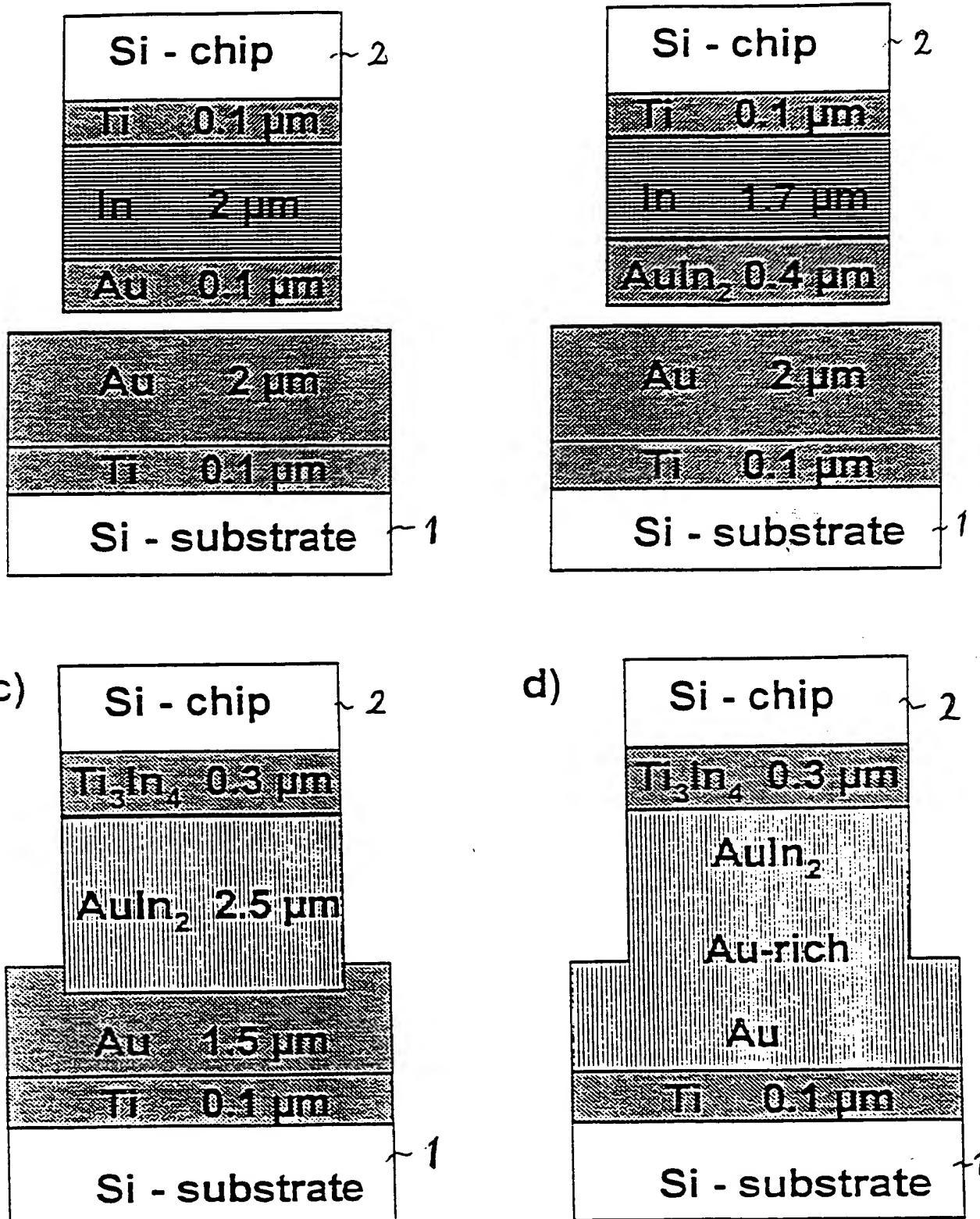


FIG.5

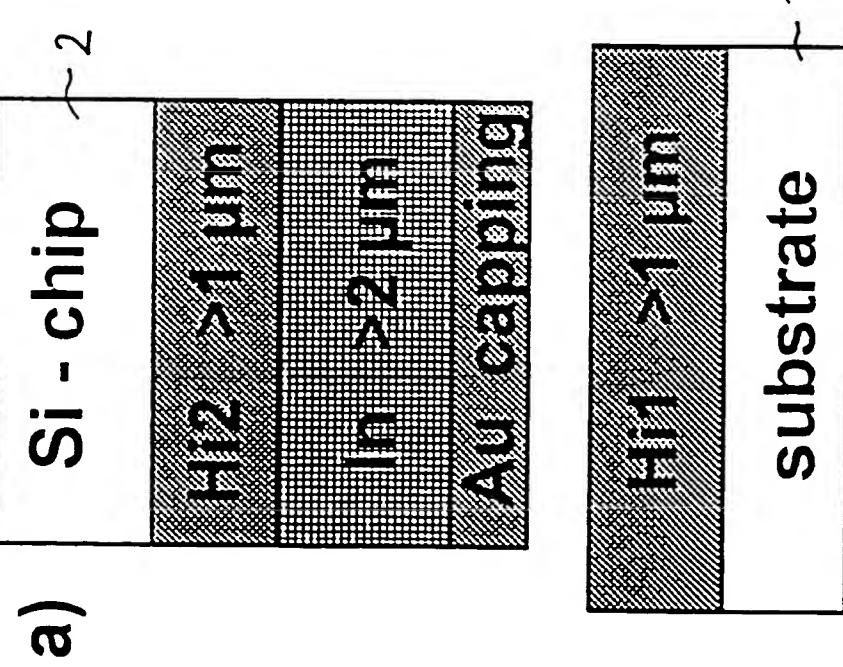
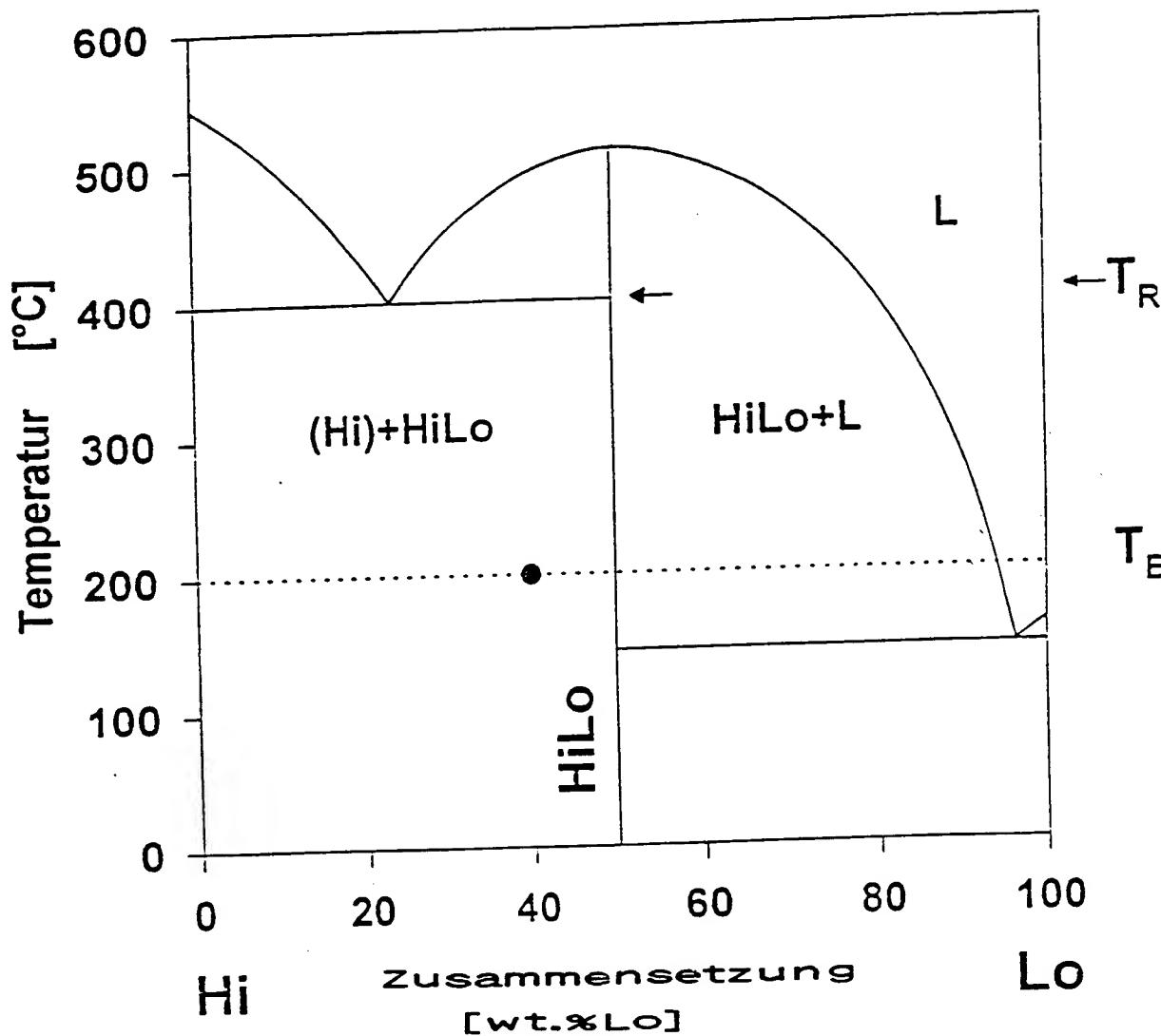


FIG.6



DOCKET NO: GL97P1903

SEE

AP

L

HC

L

Hansjörg Reichert et al. FIG. 1

NO GREENBERG P.A.

P. O. BOX 2400

MIAMI, FLORIDA 33102

TEL. (305) 925-1100